

This Page Is Inserted by IFW Operations  
and is not a part of the Official Record

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning documents *will not* correct images,  
please do not report the images to the  
Image Problem Mailbox.**

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**

JP 466256919 A  
SEP 1994

## (54) METHOD FOR WORKING TITANIUM ALLOY

(11) 6-256919 (A) (43) 13.9.1994 (19) JP  
(21) Appl. No. 5-40317 (22) 1.3.1993  
(71) SEIKO INSTR INC (72) ISAO KUBOKI(2)  
(51) Int. Cl. C22F1/18

**PURPOSE:** To improve the plastic workability of a titanium alloy and also to improve strength and ductility by performing primary plastic working at a temp. not higher than the static recrystallization temp. at specific draft and then performing secondary plastic working at a temp. lower by specific temp. than the  $\beta$ -transformation temp.

**CONSTITUTION:** Plastic working, such as rolling, is done at a temp. not higher than the static recrystallization temp., particularly not higher than room temp., at 20-40% draft. Subsequently, without performing heat treatment, plastic working such as die forging is done at a temp. in the range between the  $\beta$ -transformation temp. and a temp. lower by 250°C than the  $\beta$ -transformation temp. Because dislocation density to be a recrystallization driving force is increased by cold working in a titanium alloy containing large amounts of residual  $\beta$ -phase, recovery and recrystallization occur during heating up to working temp. at subsequent plastic working or during heating and holding up to and at the above temp. or during forming at secondary plastic working, and the crystalline grains in the course of deformation are refined. Resultingly, deformation resistance is decreased and deformation velocity is increased. As a result, plastic workability is improved and structure is extremely refined, by which the ductility as well as strength of a final formed part can be improved.

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-256919

(43)公開日 平成6年(1994)9月13日

(51)Int.Cl.<sup>5</sup>

C 22 F 1/18

識別記号

府内整理番号

H

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数1 O L (全4頁)

(21)出願番号 特願平5-40317

(22)出願日 平成5年(1993)3月1日

(71)出願人 000002325

セイコー電子工業株式会社

東京都江東区亀戸6丁目31番1号

(72)発明者 久保木 功

東京都江東区亀戸6丁目31番1号 セイコ  
一電子工業株式会社内

(72)発明者 若林 豊

東京都江東区亀戸6丁目31番1号 セイコ  
一電子工業株式会社内

(72)発明者 頃石 圭太郎

東京都江東区亀戸6丁目31番1号 セイコ  
一電子工業株式会社内

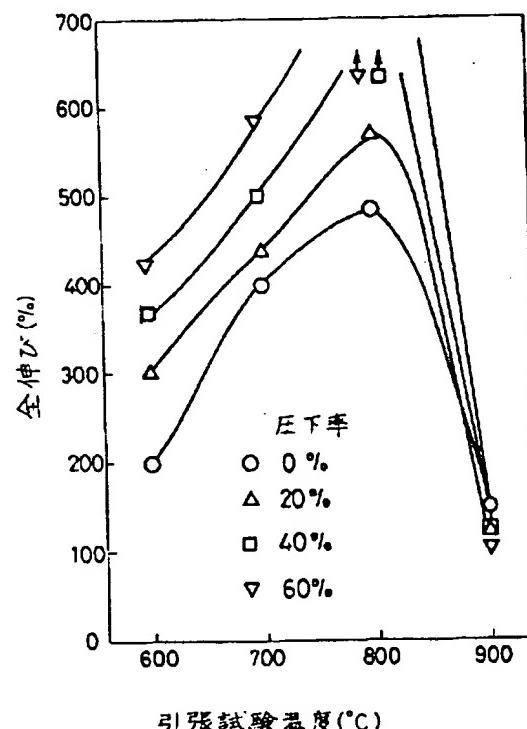
(74)代理人 弁理士 林 敏之助

(54)【発明の名称】 チタン合金の加工方法

(57)【要約】

【目的】 大部分が $\alpha$ 相と $\beta$ 相とからなるチタン合金の塑性加工性が高く且つ強度および延性に優れた成形品が得られるような加工方法を提供することを目的とする。

【構成】 本発明は、大部分が $\alpha$ 相と $\beta$ 相とからなるチタン合金の加工方法において、静的再結晶温度以下の温度で圧下率20%乃至60%の第1の塑性加工を行う工程と、 $\beta$ 変態温度乃至 $\beta$ 変態温度より250°C低い温度の温度範囲で第2の塑性加工を行う工程とを備えていることを特徴とする。



1

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 大部分が $\alpha$ 相と $\beta$ 相とからなるチタン合金の加工方法において、静的再結晶温度以下の温度で圧下率20%乃至60%の第1の塑性加工を行う工程と、 $\beta$ 変態温度乃至 $\beta$ 変態温度より $250^{\circ}\text{C}$ 低い温度の温度範囲で第2の塑性加工を行う工程とを備えていることを特徴とするチタン合金の加工方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明はチタン合金の加工方法に10関し、特に大部分が $\alpha$ 相と $\beta$ 相とからなるチタン合金の加工方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】 near- $\beta$ 型チタン合金あるいは $\beta$ rich ( $\alpha + \beta$ )型チタン合金は、一般に $\beta$ 変態温度 $T\beta$ 以下の温度での熱間加工および再結晶処理によって、大部分が粒状 $\alpha$ 相と残留 $\beta$ 相とからなる $2\mu\text{m}$ 乃至 $3\mu\text{m}$ 程度の微細等軸粒組織として用いられる。これらのチタン合金では、 $\beta$ 変態温度 $T\beta$ 以下の静的再結晶温度付近で超塑性現象が発現し、低変形応力で大きな伸びが得られる。このため、静的再結晶温度付近での超塑性成形加工や熱間成形加工がし易い。また、代表的なチタン合金である( $\alpha + \beta$ )型のTi-6Al-4Vとは異なり、上述の組織状態のチタン合金ではマルテンサイト組織がほとんど見られず残留 $\beta$ 相を多量に含むため、冷間成形加工も可能である。

【0003】 従来、これら上述の組織を有するチタン合金の超塑性成形、熱間成形および冷間成形は、それぞれ単独の成形方法として用いられていた。また、これらの成形加工前に、成形加工に供するプランク材の寸法精度を高めるため冷間圧延などを加える場合もあるが、この冷間圧延の後にはかならずソリ矯正や上述の組織にするための熱処理(再結晶処理)が行われていた。

## 【0004】

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら、超塑性成形では変形速度が非常に遅く、量産が必要な製品に超塑性成形方法はあまり使用されていなかった。また、熱間成形では材料の変形抵抗が十分に低くないため、1つの工程でnear.net.shapeが困難なため、換言すれば1つの工程でいきなり最終外形に近い形状に成形することができないため、工程数が増大するという不都合があった。また、冷間成形では材料の変形抵抗がさらに高いため、工程数がさらに増大するばかりでなく、型鍛造や深絞り加工においては強加工の加わるコーナー部で割れや亀裂が発生し易いという不都合があった。

【0005】 本発明は、前記の課題に鑑みてなされたものであり、大部分が $\alpha$ 相と $\beta$ 相とからなるチタン合金の塑性加工性が高く且つ強度および延性に優れた成形品が得られるような加工方法を提供することを目的とする。

## 【0006】

2

【課題を解決するための手段】 前記課題を解決するために、本発明においては、大部分が $\alpha$ 相と $\beta$ 相とからなるチタン合金の加工方法において、静的再結晶温度以下の温度で圧下率20%乃至60%の第1の塑性加工を行う工程と、 $\beta$ 変態温度乃至 $\beta$ 変態温度より $250^{\circ}\text{C}$ 低い温度の温度範囲で第2の塑性加工を行う工程とを備えていることを特徴とする方法を提供する。本発明の好ましい態様によれば、上記第1の塑性加工は室温以下の温度で行われ、上記第2の塑性加工は恒温で行われる。また、別の態様によれば、上記第1の塑性加工および第2の塑性加工の双方または第2の塑性加工だけが型鍛造加工である。

## 【0007】

【作用】 本発明の加工方法では、粒状の $\alpha$ 相と $\beta$ 相とからなるnear- $\beta$ 型チタン合金あるいは $\beta$ rich ( $\alpha + \beta$ )型チタン合金において、静的再結晶温度以下の温度、特に室温以下の温度で圧下率(加工率)20%乃至60%の圧延等の塑性加工を行う。次いで、熱処理を行うことなく $T\beta - 250^{\circ}\text{C} \leq T \leq T\beta$  ( $T\beta$ は $\beta$ 変態温度)

20の温度範囲で型鍛造等の塑性加工を行う。上記チタン合金は残留 $\beta$ 相を多量に含むため、静的再結晶温度以下の温度、特に室温以下の温度で塑性加工(冷間加工)を行うことができる。冷間加工によって再結晶の駆動力となる転位密度が増大するため、次に行う塑性加工の加工温度への加熱中または加熱保持中に、あるいは第2の塑性加工の成形加工中に、回復・再結晶が生じ、変形中の結晶粒が微細化する。これによって、変形抵抗が低下し、変形速度が増大する。この結果、第2の塑性加工の加工性が向上する。また、成形加工後の組織が非常に微細になるため、最終成形品の強度および延性がともに向上する。

## 【0008】

【実施例】 本発明の実施例を、添付図面に基づいて説明する。本発明の実施例に使用した供試材は、次表に示す化学成分を有する $\beta$ rich ( $\alpha + \beta$ )型のTi-4.5Al-3V-2Mo-2Fe合金(以下、単に「Ti-4.5-3-2-2」という)であった。組織は、平均粒径約 $2\mu\text{m}$ の等軸( $\alpha + \beta$ )二相組織である。なお、これらの供試材の $\beta$ 変態温度は $900^{\circ}\text{C}$ であった。

## 【表1】

【0009】 (実施例1) 上記供試材に、圧下率20%、40%および60%の冷間圧延を施した。これらの冷間圧延後の供試材の試料および冷間圧延されていない供試材(圧下率0%)の試料から、それぞれ引張試験片を採取した。これらの採取した試験片を用い、 $600^{\circ}\text{C}$ 、 $700^{\circ}\text{C}$ 、 $800^{\circ}\text{C}$ および $900^{\circ}\text{C}$ の各温度において、初期ひずみ速度 $1 \times 10^{-3}/\text{s}$ で高温引張試験を行った。その結果を図1および図2に示す。

【0010】 図示のように、 $700^{\circ}\text{C}$ および $800^{\circ}\text{C}$ では圧下率が大きいほど、全伸びが大きく且つ流動応

力が小さくなり、加工性が向上することがわかった。この結果に基づき、第1の塑性加工の圧下率を20%乃至60%とし、第2の塑性加工の加工温度をT<sub>B</sub>-250°C≤T≤T<sub>B</sub>（本実施例では650°C乃至900°Cに相当）の範囲とした。本実施例では、第2の塑性加工に恒温加工（高温引張試験）を用いたが、上述の加工温度範囲内であれば、どのような熱間加工であってもよいことはいうまでもない。また、引張試験を破断前に中断（伸び100%）し、その試験片の平行部からさらに引張試験片を採取し、室温での引張試験を行った。その結果、供試材をそのまま室温で引張試験した場合よりも、伸びおよび強度がともに向上することがわかった。

ここで、高温引張試験を中断させた試験片の組織は、粒径1μm以下の非常に微細な等軸粒組織であった。

【0011】（実施例2）供試材に室温、600°C、および800°Cで圧下率40%の圧延を施した。各温度で圧延された供試材の試料から引張試験片を採取し、800°Cにおいて初期ひずみ速度1×10<sup>-3</sup>/sで高温引張試験を行った。その結果を図3および図4に示す。図示のように、圧延温度が低いほど全伸びが大きくなり流動応力が小さくなり、加工性が向上することがわかった。この結果に基づいて、第1の塑性加工の加工温度を比較的低温の静的再結晶温度以下とした。

【0012】（実施例3）供試材を円盤状に加工して、型鍛造用のプランクを作製した。作製したプランクを腕時計ケースの裏蓋用金型にセットし、室温で型鍛造成形した。鍛造回数は2回で、その間に中間焼純を入れなかった。上記冷間型鍛造を施した被加工材のバリを除去し、800°Cに加熱した腕時計ケースの裏蓋用金型にセットした。金型の加熱温度を保持しながら、鍛造速度0.1mm/分で、型充填するまで恒温鍛造を行った。プランクを冷間鍛造することなく上述の鍛造条件で恒温鍛造した場合と比較して、より少ない打ち込み量で型充填が完了した。すなわち、冷間鍛造をすることなく恒温

鍛造するより、プランクを冷間鍛造してから恒温鍛造する方が、加工性が向上することがわかった。

【0013】また、供試材を冷間圧延した後にプランクを作製して800°Cで恒温鍛造を行っても、供試材から冷間圧延することなくプランクを作製して800°Cで恒温鍛造を行う場合よりも、より少ない打ち込み量で型充填が完了した。すなわち、供試材を冷間圧延することなくそのまま得たプランクを恒温鍛造するより、供試材を冷間圧延して得たプランクを恒温鍛造する方が、加工性が向上することがわかった。

【0014】なお、本実施例では、被加工材としてβrich(α+β)型のTi-4.5-3-2-2合金を使用した例を示したが、大部分がα相とβ相とからなるチタン合金であれば、本発明を適用して同様の効果を奏することができることは明らかである。

#### 【0015】

【効果】以上説明したごとく、本発明のチタン合金の加工方法では、第1の塑性加工である冷間加工によって再結晶の駆動力となる転位密度が増大するため、次に行う第2の塑性加工中に、回復・再結晶が生じ、変形中の結晶粒が微細化する。これによって、変形抵抗が低下し、変形速度が増大する。この結果、塑性加工性が著しく向上する。また、成形加工後の組織が非常に微細になるため、最終成形品の強度および延性がともに著しく向上する。

#### 【図面の簡単な説明】

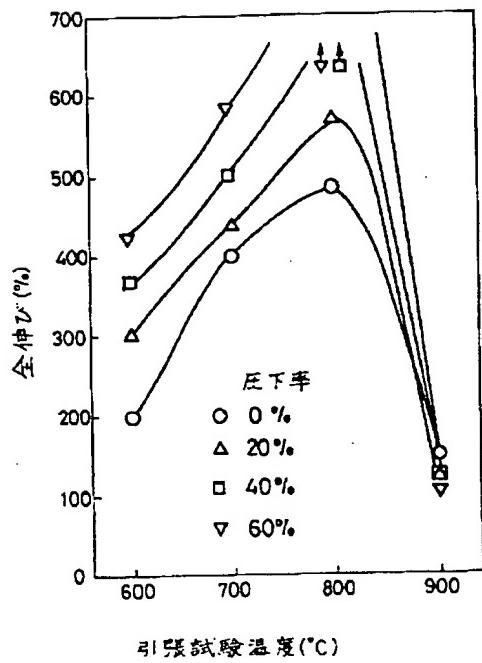
【図1】本発明の第1の実施例における、引張試験温度と全伸びとの関係を示す図である。

【図2】本発明の第1の実施例における、引張試験温度と流動応力との関係を示す図である。

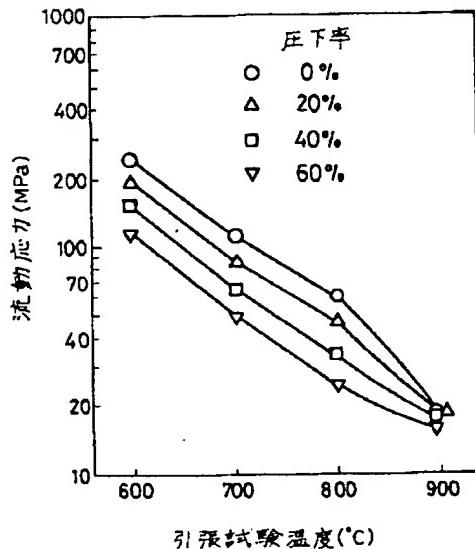
【図3】本発明の第2の実施例における、圧延温度と全伸びとの関係を示す図である。

【図4】本発明の第2の実施例における、圧延温度と流動応力との関係を示す図である。

【図1】



【図2】



【図4】

